



# AVALIAÇÃO DO DESEMPENHO MECÂNICO DE LIGAS DE ALUMÍNIO SOLDADAS POR *FRICITION STIR WELDING* – FSW EM CONDIÇÕES DE TRATAMENTO TÉRMICOS DIFERENTES<sup>1</sup>

Vinícius Toledo Saccon<sup>2</sup>  
Bruno Serafim Parrá<sup>2</sup>  
Cesar Weis Olea<sup>3</sup>  
Jorge Fernandes dos Santos<sup>4</sup>  
Nelson Guedes de Alcântara<sup>5</sup>

## Resumo

Este trabalho visou analisar a evolução microestrutural e o comportamento mecânico das ligas de alumínio AA2139 T3 e T8 quando são soldadas pelo processo de soldagem no estado sólido FSW- *Friction Stir Welding*. A análise microestrutural foi realizada utilizando microscopia óptica e eletrônica de varredura e de transmissão, e o comportamento mecânico foi avaliado através de medidas de microdureza, ensaio de dobramento e ensaio de tração convencional. As ligas foram soldadas nos mesmos parâmetros de soldagem e com a mesma ferramenta, a fim de avaliar a qualidade da junta soldada para as duas condições de tratamento térmico, T3 e T8. Os resultados obtidos mostraram soldas com desempenhos mecânicos distantes, sendo a condição T8 muito superior a T3.

**Palavras-chave:** *Friction Stir Welding*; Tratamento térmico; Soldagem.

## EVALUATION OF THE MECHANICAL PERFORMANCE OF FRICTION STIR WELDED ALUMINUM ALLOYS WITH DIFFERENT HEAT TREATMENTS

## Abstract

This work aimed to analyze the microstructural evaluation and the mechanical behavior for aluminum alloys AA2139 T3 and T8 joined by the process Friction Stir Welding – FSW. The microstructural analysis was performed by optical microscope and scanning and transmission electronic microscope and the mechanical behavior was carried out by microhardness test, bending test and uniaxial tension stress. The alloys were welded with the same parameters and with the same tool, in order to evaluate the quality of the joint for each condition (T3 and T8). The results demonstrate behaviors completely different, the T8 condition greatly superior than T3.

**Keywords:** Friction Stir Welding; Heat treatment; Welding.

<sup>1</sup> Contribuição técnica ao 65º Congresso Anual da ABM, 26 a 30 de julho de 2010, Rio de Janeiro, RJ, Brasil.

<sup>2</sup> PPG-CEM da UFSCar, Rodovia Washington Luís, km 235. Caixa Postal 676 – 13565-905 – São Carlos, SP, Brasil. [vinicius.saccon@yahoo.com.br](mailto:vinicius.saccon@yahoo.com.br), [brunoparra@gmail.com](mailto:brunoparra@gmail.com)

<sup>3</sup> Universidade Federal do Rio Grande do Sul, Departamento de Metalurgia, Porto Alegre, Rio Grande do Sul, Brasil.: [cweis@demet.ufrgs.br](mailto:cweis@demet.ufrgs.br)

<sup>4</sup> Líder do grupo de soldagem do instituto GKSS Forschungszentrum GmbH. Joining Technology Group – Max-Planck-Str.1.D21502 – Geesthacht, Alemanha. [Jorge.dos.santos@gkss.de](mailto:Jorge.dos.santos@gkss.de)

<sup>5</sup> Professor Adjunto IV PhD do Dep. de Engenharia de Materiais (DEMa) da UFSCar. Rodovia Washington Luís, km 235. Caixa Postal 676 – 13565-905 – São Carlos, SP, Brasil. [nelsong@ufscar.br](mailto:nelsong@ufscar.br)

## 1 INTRODUÇÃO

A variedade de aplicações do alumínio está relacionada com as suas características intrínsecas, com destaque para seu baixo peso específico, comparado com outros metais de grande consumo, resistência a corrosão e alta condutibilidade elétrica e térmica. Essas peculiaridades deram ao alumínio o status de material não-ferroso mais consumido atualmente, sendo cada vez mais almejado pelas indústrias automotivas e aeronáuticas. Vale lembrar ainda, as questões ambientais que devem ser consideradas na produção de ligas mais leves, as quais devem gerar uma quantidade de poluentes inferior para a atmosfera e diminuir o consumo energético.<sup>(1)</sup>

O uso do alumínio poderia ser ainda maior, porém a dificuldade de obtenção de soldas envolvendo fusão para ligas de alumínio tais como da série 2XXX, tem inibido o uso de juntas soldadas em aplicações estruturais. O alumínio reage prontamente com o oxigênio do ar formando uma camada superficial de óxido cujo ponto de fusão ( $\approx 2.000^{\circ}\text{C}$ ) é muito superior ao do alumínio e que, durante a soldagem, pode formar uma barreira física impedindo o contato e mistura do metal base fundido e do metal de adição e formando inclusões na solda. Adicionalmente, à medida que se torna mais espessa, a camada de óxido absorve umidade do ar. Na soldagem, esta umidade, juntamente com outras contaminações superficiais, é uma fonte de hidrogênio capaz de gerar porosidade na zona fundida de alumínio.<sup>(2)</sup>

O processo *Friction Stir Welding* - FSW foi desenvolvido nos anos 90 pelo TWI – *The Welding Institute*, Cambridge, Inglaterra – para solucionar os problemas de distorção do material devido à alta expansão térmica e contração de solidificação dos processos convencionais de solda por fusão. Muitos estudos vêm ampliando o conhecimento e aperfeiçoando este processo de soldagem e o alumínio e suas ligas tem sido o principal alvo para isso.<sup>(3-7)</sup> Este processo de soldagem também pode ser utilizado em outros materiais como, por exemplo, o cobre, chumbo, titânio e magnésio. Até mesmo tentativas em aço mostraram um sucesso considerável, assim como, soldagens dissimilares, tais como, magnésio fundido e ligas de alumínio extrudadas.<sup>(4)</sup>

O processo consiste em uma ferramenta cilíndrica, com um pino rebaixado em rotação inserido na interface das partes a serem unidas. Na Figura 1 pode-se verificar a esquematização do processo o qual é derivado da soldagem por fricção, proporcionando soldas de boa qualidade com baixo índice de rejeito aliado com propriedades mecânicas iguais ou geralmente melhores do que as obtidas pelos processos convencionais.<sup>(5)</sup>

A geração de calor e a movimentação do material para produzir a união das peças de trabalho são as duas funções principais da ferramenta. O aquecimento é gerado pelo atrito entre a ferramenta e o material, que está sendo unido, e pela sua deformação plástica. Esse calor localizado é o responsável pelo amolecimento do material, o que permite o pino transportar o metal do lado de retrocesso e levá-lo para o lado de avanço.<sup>(6)</sup> As combinações de parâmetros de soldagem com diferentes aportes térmicos e níveis de deformação modificam a microestrutura e as propriedades mecânicas da junta soldada. Os principais parâmetros que geralmente são alterados com o intuito de melhorar a qualidade do cordão de solda são: força axial, velocidade de rotação e velocidade de soldagem.

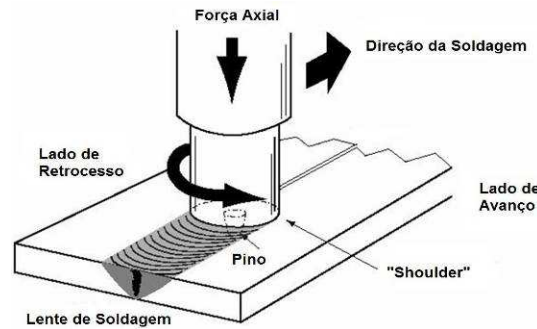


Figura 1. Esquemática do processo de *Friction Stir Welding*.<sup>(7)</sup>

Assim, para este estudo foram realizadas soldas por FSW em ligas de alumínio da serie 2XXX. Nessas ligas, o endurecimento se inicia após o rápido resfriamento a partir da solubilização, na qual há início da formação de segregados de solutos e núcleos de precipitados. O endurecimento da liga Al-Cu é resultado da formação da zona GP1 e atinge o seu valor máximo quando a concentração dos precipitados  $\theta''$  (GP2) também é máxima, embora alguma contribuição para o aumento da dureza possa ser creditada ao precipitado  $\theta'$ .<sup>(8)</sup> Se o tempo de envelhecimento for além do necessário os precipitados continuarão a crescer, e perderá totalmente a coerência com a matriz, formando a fase estável ou de equilíbrio  $\theta$  (Al<sub>2</sub>Cu). Com isso, surgiu uma interface entre o precipitado e a matriz, aliviando o campo de tensões, provocando perda significativa da dureza.<sup>(9)</sup>

A fase  $\theta'$  tem nucleação heterogênea, ou seja, depende de uma região de alta energia para se formar, como os contornos de grão, impurezas e discordâncias. Por outro lado, quando a razão em massa do Cu sobre o Mg é elevada, a adição de Ag pode aumentar a resistência mecânica, isso se deve à formação de um precipitado de formato hexagonal, designada  $\Omega$  na matriz nos planos {111}, ao contrario da fase de  $\theta$  que se forma nos planos {100}.<sup>(10,11)</sup>

A liga 2139 (Al-Cu-Mg-Ag) surgiu das pesquisas sobre os efeitos de pequenas quantidades de elementos de liga no aumento de resistência mecânica por envelhecimento nas ligas de alumínio. Essas pesquisas demonstraram que no sistema Al-Cu-Mg com alta razão Cu:Mg (superior a 5,6:1) a adição de prata, 0,3% em peso, além de melhorar a resposta ao envelhecimento, modifica totalmente o mecanismo de precipitação. Essa composição promove a formação de precipitados de uma nova fase, denominada  $\Omega$ , em formato de plaquetas hexagonias nos planos {111} da matriz de alumínio, com uma dispersão fina e uniforme.<sup>(10-18)</sup>

A estrutura cristalina da fase  $\Omega$  é controversa devido aos precipitados serem pequenos e à presença de tensões elásticas locais nas vizinhanças do precipitado, dificultando a interpretação do fenômeno de difração de elétrons.<sup>(12)</sup> As estruturas mais aceitas atualmente são a ortorrômbica e a tetragonal, entretanto as diferenças de estrutura e de energia de formação são pequenas, sendo ambas consideradas variantes coerentes metaestáveis da fase  $\theta$  (AlCu<sub>2</sub>).<sup>(11)</sup>

A fase  $\Omega$  também pode se formar no sistema Al-Cu-Mg, porém em quantidades muito menores que no sistema Al-Cu-Mg-Ag. Ainda, não foi observado a presença da fase  $\Omega$  no sistema Al-Cu-Ag, sugerindo que o Mg é o elemento necessário para a formação e estabilização dessa fase, enquanto a Ag simplesmente contribui para esse efeito.<sup>(11,13,14)</sup>

A diferença de eletronegatividade entre Ag e Mg resulta em uma grande interação entre esses átomos, com isso os átomos de Ag conseguem fixar os átomos de Mg, formando aglomerados que atuam como sítios de nucleação para a

fase  $\Omega$ . Na ausência de Ag, a fração de fase  $\Omega$  é pequena, pois a tendência de formação de aglomerados de Mg é inferior a de formação de aglomerados Cu-Mg que resultam na fase S, além disso grande parte do Cu se encontra nas zonas GP, durante o início do envelhecimento.<sup>(11,14-16)</sup>

A vantagem da fase  $\Omega$  está no fato de precipitarem no plano de escorregamento do alumínio, {111}, promovendo um maior limite de escoamento pela interação mais forte com as discordâncias, sem aumentar a deformação localizada. Outra vantagem da fase  $\Omega$  é a alta resistência a fluência, devido à excelente resistência térmica que dificulta o coalescimento dos precipitados, mesmo em temperaturas superiores a 250°C.<sup>(17,18)</sup>

A liga 2139 na condição T3, deformada a frio e envelhecida naturalmente, já demonstra os efeitos da adição de Ag, através da formação de aglomerados de Mg-Ag e Mg-Ag-Cu, deixando poucos átomos de cobre disponíveis para a formação das zonas GP nos planos {100} da matriz de alumínio. Ao ser envelhecida artificialmente, condição T8, os aglomerados do envelhecimento natural promovem a nucleação da fase  $\Omega$  (Al<sub>2</sub>Cu) à custa das zonas GP e da fase  $\theta'$ , sendo a microestrutura final composta predominantemente por precipitados  $\Omega$ , mas também contém uma baixa quantidade de  $\theta'$  e frações muito pequenas de S e  $\sigma$ .<sup>(15)</sup>

A microestrutura da liga 2139-T8 resulta em propriedades mecânicas, como limite de escoamento, tenacidade a fratura, resistência a fadiga e propriedades balísticas superiores a das outras ligas de alto desempenho, por exemplo, a tenacidade a fratura dessa liga é superior a das ligas 2324-T39 e 7475-T7351, que são as ligas mais comumente usadas nas condições críticas nesses requisitos, ainda, as propriedades balísticas são superiores as da liga 2519-T87.<sup>(16,18)</sup>

Tomando como base esses conhecimentos, este estudo objetiva o melhor entendimento de soldas realizadas por FSW para a liga de alumínio 2139, relacionando a microestrutura com as propriedades mecânicas obtidas em diferentes tratamentos térmicos.

## 2 METODOLOGIA

A composição química da liga utilizada pode ser comparada aos limites estipulados pela *Aluminum Association*<sup>(19)</sup> o qual pode ser visualizado na Tabela 1. As chapas originalmente tinham 3,87mm de espessura e foram fresadas para 3,5mm, devido às especificações do projeto.

**Tabela 1.** Composição química da liga dados em % de peso

Elementos Químicos	Cu	Mg	Ag	Mn	Si	Fe	Cr	Zn	Ti	V	Al
<b>AA2139 *</b>	5,3 4	0,48 3	0,46 7	0,37 5	0,04 4	0,13 6	0,005 6	0,01 6	0,04 5	0,003 4	Balanço
<b>AA2139**</b>	4,5 — 5,5	0,20 — 0,80	0,15 — 0,60	0,20 — 0,60	0,10 máx	0,15 máx	0,05 máx	0,25 máx	0,15 máx	0,05 máx	Balanço

\* Composição química da liga, certificada pelo Centro de Caracterização de Materiais – CCDM através de espectrômetro de emissão ótica por centelhamento. \*\* Limites de composição dados pela Aluminum Association.<sup>(19)</sup>

As soldas por Friction Stir Welding foram produzidas no instituto alemão GKSS, através do robô Neos Tricept TR 805, capaz de mover-se em cinco eixos centrais, controlado por um sistema CNC. Ainda, a força axial e a velocidade de rotação da ferramenta foram controladas por um sistema integrado, desenvolvido no próprio

instituto. A ferramenta usada para a realização de todas as soldas foi um pino de três planos de cinco milímetros e rebaixo rosqueado de quinze milímetros. O material do pino utilizado para a realização das soldas foi de aço e do rebaixo foi de titânio. A Tabela 2 mostra que os parâmetros de soldagem utilizados para as ligas AA2139 T3 e T8 que para este estudo foram os mesmos.

**Tabela 2.** Parâmetros de processo utilizados nas ligas AA2139 T3 e T8

Liga	Velocidade de soldagem (mm/min)	Velocidade de rotação (rpm)	Força axial (kN)	Ângulo de inclinação (°)
<b>AA2139 T3</b>	1000	1800	9.5-9.5	0.5
<b>AA2139 T8</b>	<b>1000</b>	<b>1800</b>	<b>9.5-9.5</b>	<b>0.5</b>

A preparação metalográfica das amostras foi realizada através de um método padrão. Inicialmente, as amostras passaram por lixas de carbetto de silício - SiC de granulometria de 80, 240, 320, 600, 800, 1.000 e 1.200 em uma rotação de 300 rpm durante 2 minutos em cada lixa e depois, as amostras foram submetidas a um processo de polimento com suspensão de diamante de 3 $\mu$ m, e 0,5  $\mu$ m (OPS) a uma rotação de 150 rpm durante 4 minutos. E finalmente o ataque químico foi realizado a frio com o reagente Kroll (96 ml de água, 6 ml de ácido nítrico e 2 ml de HF) durante 8-10 segundos.

A caracterização macro/microestrutural foi direcionada para a avaliação das transformações metalúrgicas das juntas soldadas, e para tanto utilizou-se microscópio ótico (MO) e microscópio eletrônico de varredura (MEV) e de transmissão (MET).

O desempenho mecânico das ligas AA2139 T3 e T8 soldadas por FSW foram realizadas por medidas de microdureza Vickers, ensaio de dobramento e ensaio de tração de acordo com os requisitos da norma europeia BS EM 10002-1.

### 3 RESULTADOS E DISCUSSÃO

Ligas de alumínio endurecidas por precipitação quando estão sujeitas a ciclos térmicos podem passar por transformações metalúrgicas as quais conferem a liga propriedades mecânicas particulares. É o que acontece nas ligas 2139 T3 e T8 quando estas são soldadas pelo processo *Friction Stir Welding* – FSW.

Conforme indicado na Tabela 3, a liga nas duas condições de tratamentos térmicos (T3 e T8) atravessaram o mesmo aporte térmico (mesmos parâmetros de soldagem), isso poderia conferir as ligas propriedades mecânicas similares. No entanto, nota-se pelo ensaio de dobramento a primeira significativa diferença entre as propriedades mecânicas das ligas após a soldagem, em que os resultados podem ser vistos na Tabela 3. Ainda na mesma tabela podem ser visualizados os picos de temperatura (temperatura mais alta atingida no processo), os quais foram obtidos através de termopares inseridos no *backing bar* das ligas durante a soldagem. Por serem os mesmos parâmetros de soldagem, o aporte térmico conferido a liga teoricamente é o mesmo, porém uma liga com uma resistência um pouco maior (T8) do que a outra (T3), pode resultar em temperaturas diferentes. Nesse estudo específico, a diferença de temperatura foi muito pequena, assim acredita-se que não foi um diferencial para uma alteração tão significativa nas propriedades mecânicas.

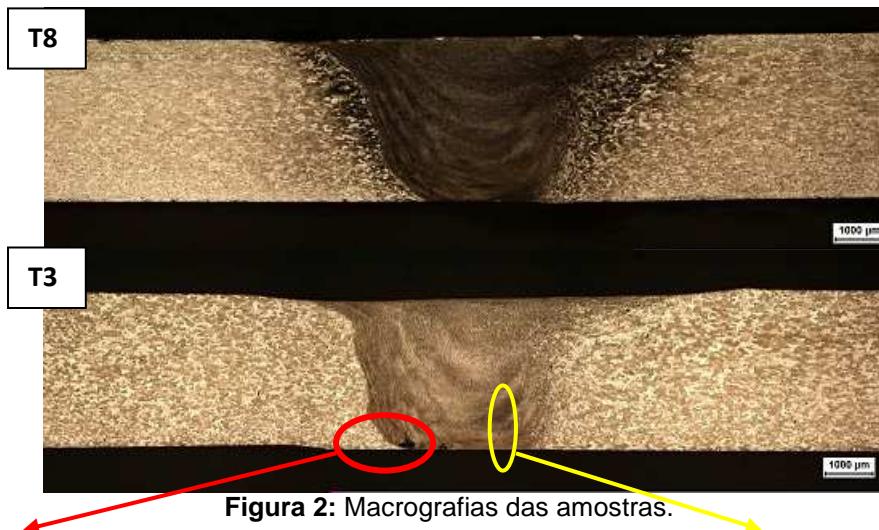
**Tabela 3:** Resultado do ensaio de dobramento e a temperatura de pico durante a soldagem

Liga	Dobramento (°)	Temperatura de pico (°C)
<b>AA2139 T3</b>	10	265
<b>AA2139 T8</b>	>90	236

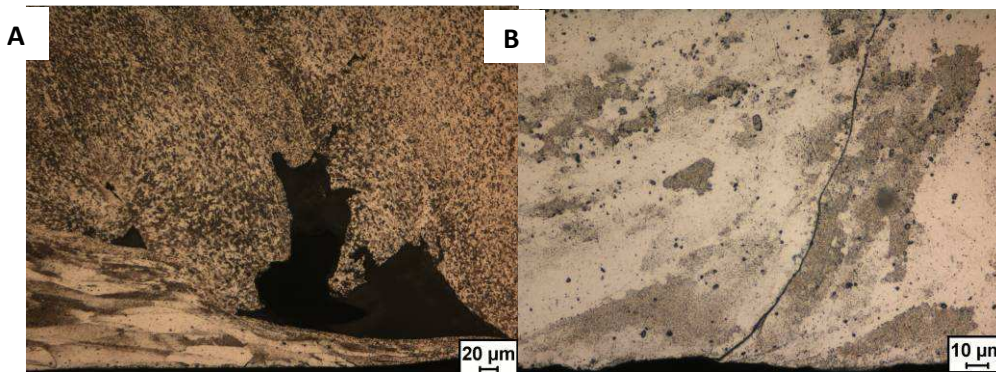
Com o intuito de compreender essa diferença de qualidade das juntas soldadas entre as duas condições de tratamentos térmicos diferentes, foi realizado um detalhado estudo das transformações metalúrgicas. Primeiramente, foi realizada a inspeção visual através de macrografias. Nessa primeira análise já foi possível constatar diferenças significativas as quais comprovam o resultado do ensaio de dobramento. A macrografia da condição T8 mostrou-se livre de defeitos visuais indicando uma boa qualidade de solda. Já na macrografia da amostra T3, notaram-se claramente defeitos visuais denominados defeitos de túnel (*tunnels defects*), os quais estão sendo representados pela região em vermelho em destaque na macrografia. Para comprovar que eram realmente defeitos em túneis e não pontuais foi realizada macrografias ao longo da chapa o que constatou esse resultado.

Quando as macrografias são comparadas nas duas condições (T3 e T8), é possível constatar que a forma e o tamanho da região soldada em ambas as soldagens foram bem similares, o que comprova que o aporte térmico e o calor gerado ao longo da soldagem foram bem semelhantes.

Uma análise um pouco mais aprofundada nas duas amostras revelou a presença de mais defeitos de soldagem na amostra T3, evidenciando a baixa qualidade de soldagem para esta condição. Como pode ser visualizada na Figura 2 (região amarela em destaque) e complementando na Figura 3, a formação de trincas (*cracks*) ocorre na região do “bottom” da lente de soldagem, indicando que os defeitos de soldagem estão ocorrendo na parte inferior da região soldada.

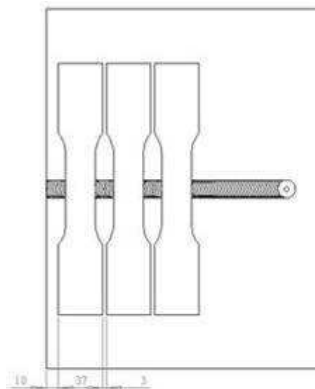


**Figura 2:** Macrografias das amostras.



**Figura 3:** Micrografias 2139 T3 indicando: a - Formação de defeitos volumétricos e b - a formação de trincas durante a soldagem.

Adicionando o ensaio de dobramento com as macrografias e micrografias analisadas acima, podemos esperar um desempenho muito abaixo do esperado para a liga 2139 T3 e um melhor para a condição T8 em relação ao comportamento mecânico. Com o intuito de comprovar a teoria acima foi realizado o ensaio de tração convencional utilizando amostras conforme desenhado na Figura 4.



**Figura 4:** Posição a qual foi realizada a amostragem para o ensaio de tração.

Primeiramente, o ensaio de tração foi realizado em amostras do metal de base tanto da liga 2139 T3 quanto para a 2139 T8. Devido aos tratamentos térmicos realizados previamente era esperado que a condição T8 apresentasse um desempenho superior a T3 em resistência mecânica e inferior a ductilidade, o que de fato aconteceu como pode ser visto no gráfico da Figura 5. Isso ocorre, pois, no envelhecimento natural a cinética de precipitação é mais lenta do que no envelhecimento artificial, no qual o controle de temperatura e tempo permite a obtenção de valores de dureza mais elevados. Esse valor de dureza elevado no envelhecimento artificial se refere aos precipitados estarem mais finos e dispersos de forma mais homogênea na matriz de alumínio do que quando realizamos envelhecimento natural

Ainda na Figura 5, nota-se que mesmo utilizando os mesmos parâmetros de soldagem para as duas ligas (T3 soldada e T8 soldada), as mesmas apresentaram comportamentos completamente diferentes. A curva da liga 2139 T3 soldada quase não apresentou ductilidade apresentando uma baixíssima deformação plástica durante o ensaio de tração uniaxial, o que nos indica que os parâmetros de soldagem utilizados para esta liga não foram os mais apropriados. A figura 6 mostra a análise da fratura para a liga 2139 T3 soldada, a amostra demonstra dois diferentes tipos de fratura, dúctil e frágil. A parte dúctil apresenta uma grande



quantidade de *dimples*, por outro lado, a parte frágil tem grãos que parecem que foram arrancados do material. Esta maneira de fratura (frágil e dúctil na mesma amostra) acontece quando o material tem algum tipo de defeito, para este caso, defeitos em túneis e a trinca na lente de soldagem. Os defeitos facilitam a propagação de trincas que resultam em fratura frágil, no entanto o material é dúctil e conseqüentemente a amostra fratura de maneira frágil sem deformação plástica, mesmo sendo dúctil.

Já a liga 2139 T8 soldada apresentou perda de ductilidade considerável e de resistência mecânica em menor escala em comparação a liga 2139 T8 (material de base). No entanto, a liga 2139 T8 soldada, de um modo geral, não apresentou uma perda tão expressiva, mas obviamente com um estudo mais avançado e detalhado em cima dos aportes térmicos poderíamos alcançar melhores desempenhos.

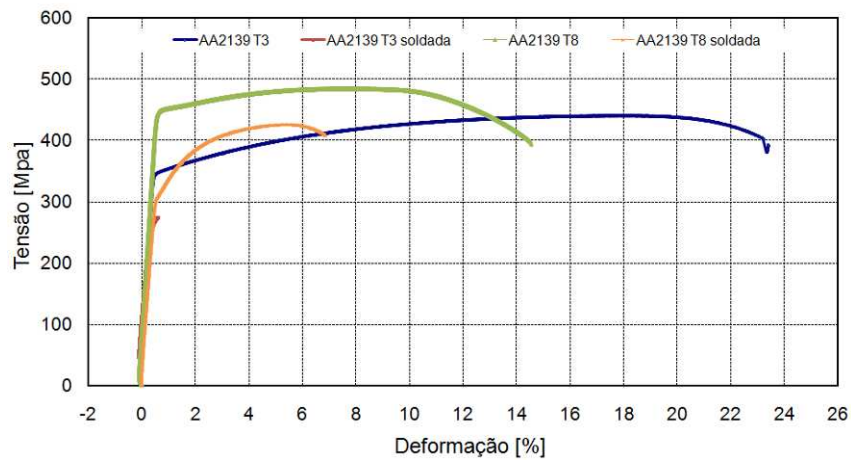


Figura 5: Gráfico de tensão x deformação para as ligas analisadas.

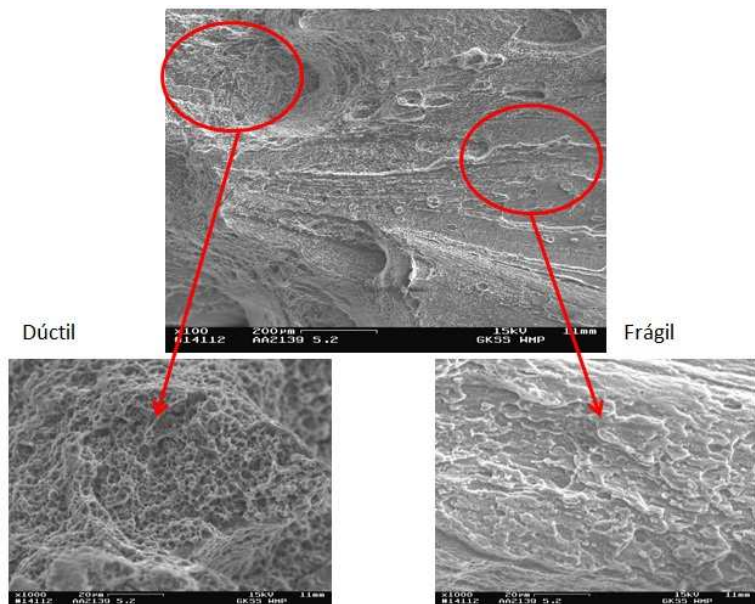


Figura 6: Análise da fratura – amostra apresenta região dúctil e frágil.

O ensaio de microdureza foi realizado com o objetivo de traçar o perfil de dureza das amostras soldadas através da seção transversal da amostra conforme a figura abaixo do gráfico nas Figuras 7 e 8. A fim de obter uma confiabilidade maior de resultados foram traçados três perfis ao longo da seção sendo uma no topo da





amostra outra no meio e por fim a última na parte inferior da amostra.

Novamente, vêem-se comportamentos diferentes para as ligas testadas. A liga 2139 T3 não apresentou uma grande variação de microdureza ao longo da amostra o que nos indica que os defeitos encontrados foram decisivos e determinantes para a baixa ductilidade da liga. Pode-se afirmar também que para esta liga nos parâmetros utilizados, a precipitação não foi drasticamente alterada, já que mesmo na região soldada a dureza foi tão elevada quanto o material de base.

Já para a liga 2139 T8, o comportamento mudou como pode ser visualizado na Figura 8. Neste caso ocorre um decréscimo da microdureza na lente de soldagem de aproximadamente 20% em relação material de base. Esse decréscimo pode ser atribuído ao coalescimento e dissolução de alguns precipitados endurecedores como, por exemplo, o  $\Omega$ , o qual sofre as modificações devido aos ciclos térmicos e aos altos índices de deformação. Esse decréscimo pode ser considerado o principal motivo da perda de resistência mecânica no ensaio de tração citado anteriormente.

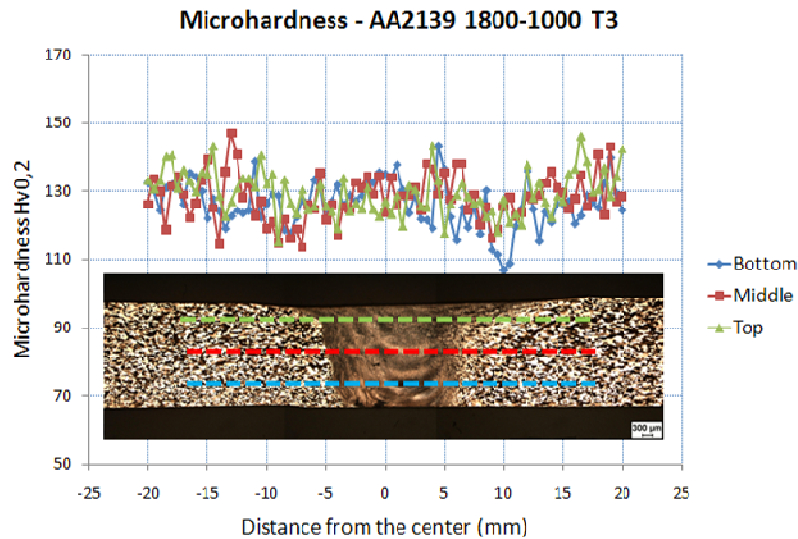


Figura 7: Perfil de microdureza da amostra 2139 T3 soldada por FSW.

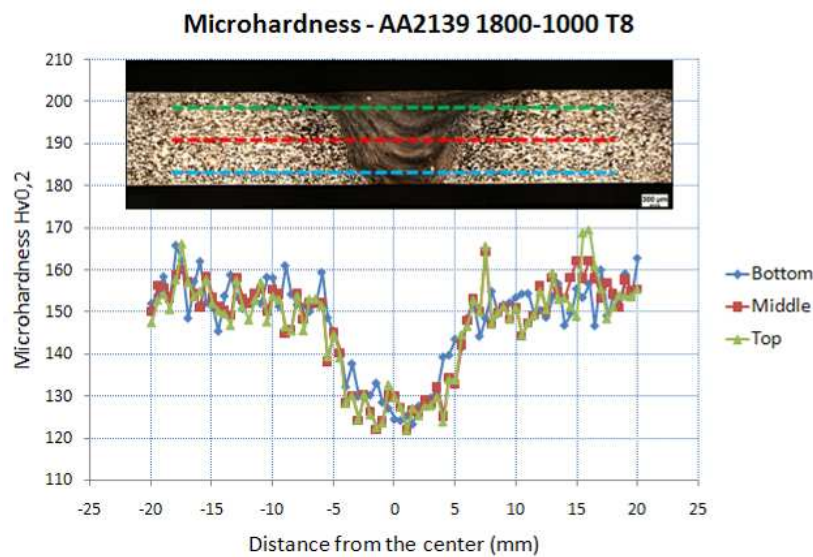
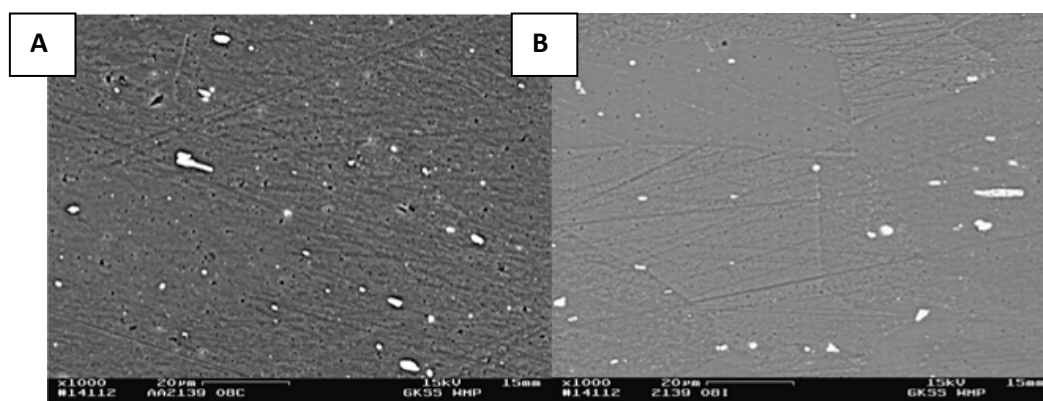


Figura 8: Perfil de microdureza da amostra 2139 T8 soldada por FSW.

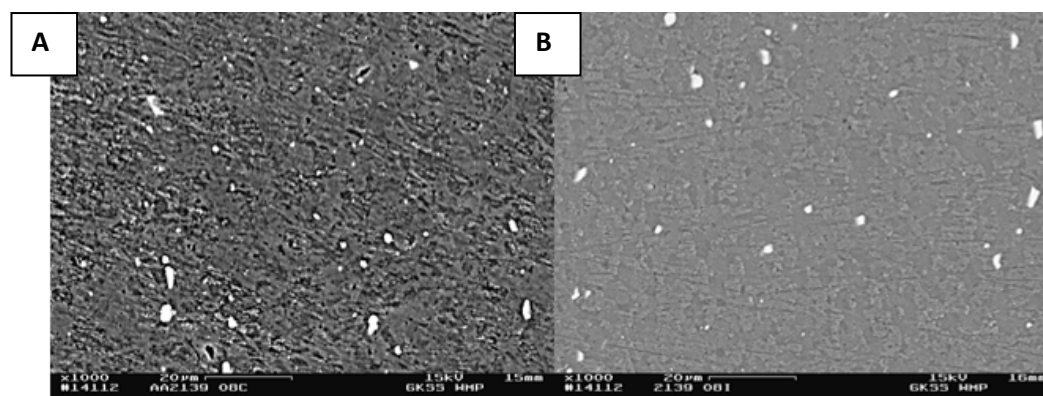
A fim de constatar de que modo está ocorrendo esta grande diferença entre as propriedades mecânicas das ligas, iremos nos aprofundar um pouco mais na metalurgia da soldagem.

Primeiramente, nota-se que devido à grande deformação e aos ciclos térmicos envolvidos no processo a diferença microestrutural entre o material de base e o centro da solda é colossal. Nas imagens via microscópio eletrônico de varredura, pode-se ver claramente esta diferença para a liga 2139 T3 nas Figuras 9 e 10 item a e nas Figuras 9 e 10 item b para a liga 2139 T8.

Outro fator que deve ser mencionado é que na Figura 10 se for olhado com atenção, pode-se ver uma disparidade entre as duas micrografias. Na liga 2139 T8 (item a) o formato e o tamanho dos grãos assim como a sua dispersão são mais grosseiros e mais bem definidos do que a da liga 2139 T3 (item b). Geralmente, grãos mais grosseiros têm propriedades mecânicas inferiores a materiais com grãos menores, para este caso, isto de fato ocorreu como pode ser visto na análise de microdureza (Figuras 7 e 8), porém os defeitos de soldagem mascararam os fatos.



**Figura 9:** Material de base – A) Liga 2139 T8 e B) Liga 2139 T3.



**Figura 10:** Lente de Soldagem – A) Liga 2139 T8 e B) Liga 2139 T3.

Aprofundando ainda mais nas micrografias da liga 2139 T3 e T8, a análise via microscópio eletrônico de transmissão (MET) foram realizadas para ambas as ligas. Na Figura 11, pode ser visualizado as imagens para o material de base na condição T8 e para a condição T3, respectivamente pelos itens a e b. Na Figura 11a vê-se uma grande dispersão de precipitados os quais as finas plaquetas podem ser consideradas como a fase  $\Omega$  dispersos homogeneamente na matriz de alumínio e as em forma de nódulos a fase  $\theta'$  os quais estão ancorados de forma heterogênea nos contornos de grão, a mesma morfologia foi realizada por diversos autores.<sup>(12-14,16,17)</sup> Já na Figura 11b, a qual representa a condição T3, os precipitados estão dispersos

de forma heterogênea já que as plaquetas estão distribuídas nos contornos de grãos assim como nas discordâncias. O precipitado em questão é o  $\Omega$  em sua maior parte e frações de  $\theta'$ , os quais se determinam a dureza da liga.

Na Figura 12, as imagens via MET na região soldada foram analisadas para a condição T3. Nestas duas figuras (itens a e b da Figura 12) é possível verificar a existência de alguns precipitados, sendo mais evidenciada a alta formação de discordâncias ao longo da microestrutura. O alto nível de deformação pode ser caracterizado pelo fato de que o ciclo térmico não atingiu um valor suficientemente alto para fazer com que ocorresse a aniquilação e a movimentação das discordâncias, os quais são fatores predominantes na recristalização dinâmica que a liga atravessou. É possível visualizar também a presença de grandes partículas em forma nodular, as quais não ajudam no desempenho das propriedades mecânicas da liga.

A Figura 13 apresenta as micrografias da liga 2139 T8 na região soldada. A figura apresenta uma quantidade muito menor de precipitados endurecedores ao longo da matriz de alumínio quando comparados com a Figura 11 item a, isso ocorre devido ao ciclo térmico e ao alto nível de deformação os quais dissolvem os precipitados, conferindo a liga propriedades mecânicas inferiores quando comparadas ao material de base, conforme foi visto na Figura 5, no ensaio de tração. Além disso, é possível visualizar claramente grandes partículas coalescidas de precipitado, dispersos na matriz de alumínio.

Quando comparamos as Figuras 12 e 13 com a Figura 11, pode-se concluir que as duas apresentam grandes diferenças da lente de soldagem com o material de base, evidenciando que o ciclo térmico e as deformações elevadas durante o processo alteram significativamente a forma de precipitação, a quantidade e a distribuição dos mesmos. Além disso, exposições ao calor a 135°C resulta em coalescimento de  $\Omega$  nos contornos de grão gerando perda de tenacidade. E a perda de resistência é devido à mudança dos precipitados endurecedores de  $\Omega$  para  $\theta'$ .<sup>(20)</sup>

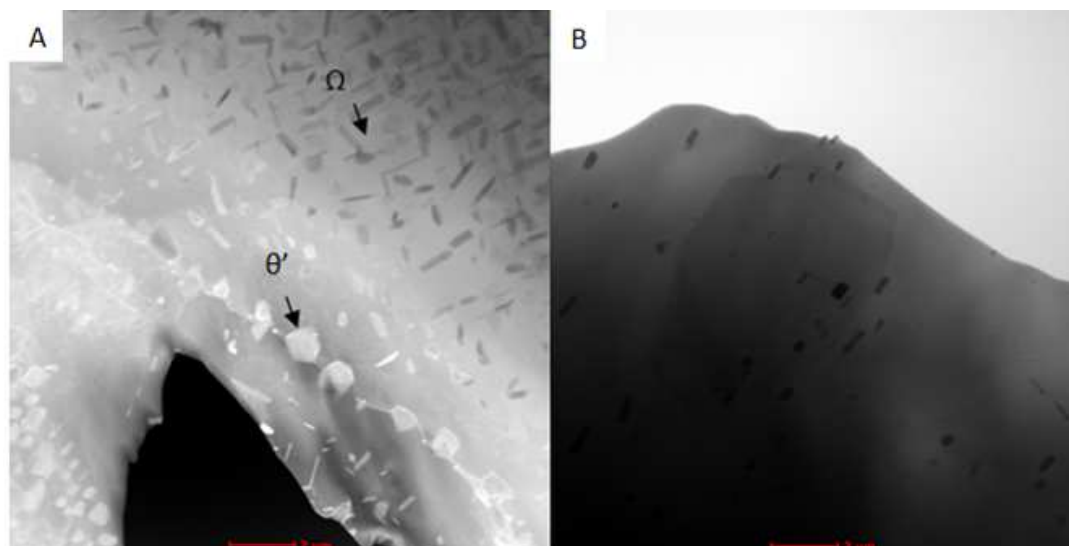
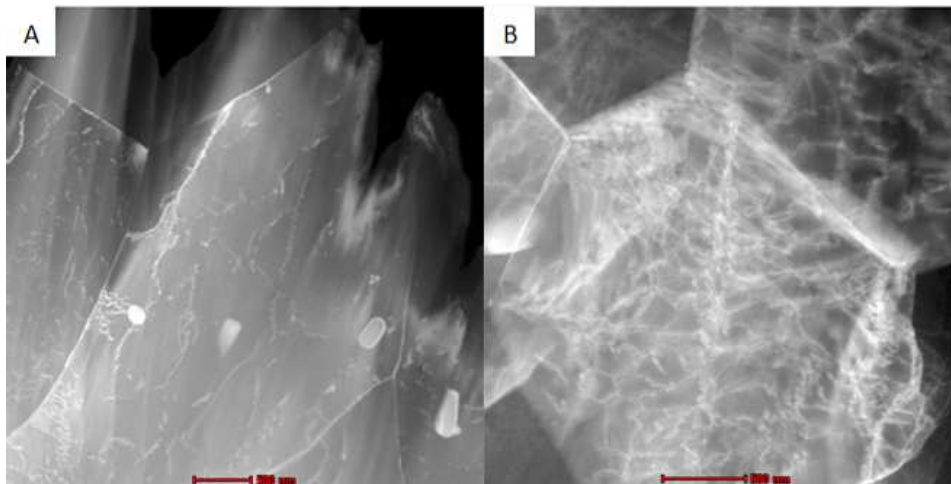
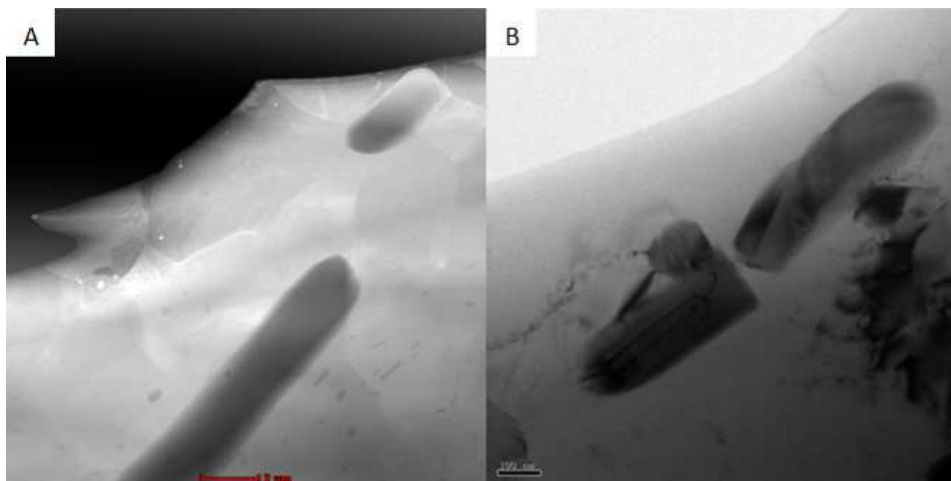


Figura 11: Micrografias de análise via MET do material de base da liga 2139: a - T8, b - T3.



**Figura 12:** Micrografias de análise via MET da lente de soldagem da liga 2139 T3: a – Precipitados endurecedores e b – Alto gradiente de deformação.



**Figura 13:** Micrografias de análise via MET da lente de soldagem da liga 2139 T8: a e b – Precipitados endurecedores.

#### 4 CONCLUSÃO

Neste trabalho buscou-se avaliar de que forma a liga de alumínio 2139 reagia à soldagem FSW em duas condições de tratamentos térmicos diferentes. Constatou-se que utilizando os mesmos parâmetros de soldagem e a mesma ferramenta a qualidade da solda foi completamente diferente.

Na condição T3, o material apresentou defeitos de soldagem que comprometeram drasticamente as propriedades mecânicas. Através das análises via microscopia óptica, MET e microdureza mostraram que as propriedades metalúrgicas do material eram ótimas e que vale o estudo em relação à alteração do pino a fim de buscar a mistura do material ideal para esta condição.

Já a condição T8, por mais que tenha mostrado uma deterioração das propriedades mecânicas, se demonstrou uma solda de boa qualidade. As análises microestruturais mostraram que ocorreram dissoluções e coalescimentos dos precipitados endurecedores os quais acarretaram em perdas de resistência e tenacidade. Essas modificações nos precipitados foram causadas principalmente pelos ciclos térmicos e os elevados níveis de deformação que a liga atravessou durante o processo de soldagem.



## Agradecimentos

Aos integrantes do corpo técnico do GKSS – Forschungszentrum, Alemanha que participaram, direta ou indiretamente, da elaboração deste trabalho.

## REFERÊNCIAS

- 1 **Associação Brasileira de Alumínio**. Disponível em <<http://www.abal.org.br/industria/historia.asp>>. Acesso em: Agosto de 2009.
- 2 **SOLDABILIDADE DE ALGUMAS LIGAS METÁLICAS**. Departamento de Metalurgia de Minas Gerais. Disponível em: <[http://www.demet.ufmg.br/grad/disciplinas/emt019/metais\\_soldab.pdf](http://www.demet.ufmg.br/grad/disciplinas/emt019/metais_soldab.pdf)>. Acesso em: dezembro/2009.
- 3 **THE WELDING INSTITUTE (TWI)** – Materials Joining Technology Home Page. Disponível em : <[www.twi.co.uk](http://www.twi.co.uk)>. Acesso em: março de 2008.
- 4 KALEE, S.; MISTRY, A. **Friction Stir Welding in automotive body in white production**. In: INTERNATIONAL SYMPOSIUM ON FRICTION STIR WELDING, 1., 1999, California, **Proceedings...** Thousand Oaks, 1999, p. 1-12.
- 5 MISHRA, R. S. MA, Z. Y. **Friction stir welding and processing**, Materials Science and Engineering, 2005 R 50, 2005, p. 1-78;
- 6 FIORAVANTI, A. S. **Soldagem por FSW de Ligas de Alumínio Alclad AA2024-T3 e AA7075-T6**. 2008. 93 p. Dissertação de mestrado - processos de fabricação, Universidade Federal do Rio Grande do Sul, Porto Alegre, 2009.
- 7 OLEA C.A. W. **Influence of energy input in friction stir welding on structure evolution and mechanical behavior of precipitation-hardening in aluminum alloys (AA2024-T351, AA6013-T6 and Al-Mg-Sc)**. 2008. 149 p. Tese de Doutorado – Institute of Materials Research, Ruhr – Universität Bochum, Bochum – Alemanha, 2008.
- 8 ASKELAND, D. R., 1998. **The Science and Engineering of Materials**, Nelson Thornes Ltd. Cheltenham, UK;
- 9 CALLISTER, W. D., 2001. **Fundamentals of Materials Science and Engineering**, 5th ed., John Wiley & Sons, Inc., New York;
- 10 SONG, M. CHEN, K. HUANG, L. **Effects of Ag addition on mechanical properties and microstructures of Al-8Cu-0.5Mg alloy**. State Key Laboratory of Powder Metallurgy, Central South University, Changsha 410083, China, 2005;
- 11 B.M. GABLE, A.W. ZHU, G.J. SHIFLET, E.A. STARKE JR., **Assessment of the aluminum-rich corner of the Al-Cu-Mg-(Ag) phase diagram**. 32 (2008) 256–267;
- 12 RINGER, S. P., SAKURAI, T., POLMEAR, I. J., **Origins of hardening in aged Al-Cu-Mg-(Ag) alloys**. Acta Mater., 45, pp. 3731-3744, 1997;
- 13 LIPENG SUN, DOUGLAS L. IRVING, MOHAMMED A. ZIKRY, D.W. BRENNER, **First-principles investigation of the structure and synergistic chemical bonding of Ag and Mg at the Al | X interface in a Al-Cu-Mg-Ag alloy**, Acta Materialia 57 (2009) 3522–3528;
- 14 S. P. RINGER, K. HONO, I. J. POLMEAR, T. SAKURAI, **Nucleation of Precipitates in Aged Al-Cu-Mg-(Ag) Alloys with High Cu:Mg Ratios**, Acta mater. Vol. 44, No. 5, pp. 1883-1898, 1996;
- 15 D. BAKAVOS, P.B. PRANGNELL, B. BES, F. EBERL, **The effect of silver on microstructural evolution in two 2xxx series Al-alloys with a high Cu:Mg ratio during ageing to a T8 temper**, Materials Science and Engineering A 491 (2008) 214–223;
- 16 M. VURAL, J. CARO, **Experimental analysis and constitutive modeling for the newly developed 2139-T8 alloy**, Materials Science and Engineering A 520 (2009) 56–65;

- 17 C. R. HUTCHINSON, X. FAN, S. J. PENNYCOOK and G. J. SHIFLET, **On the Origin of the High Coarsening Resistance of Plates in Al–Cu–Mg–Ag Alloys**, Acta mater. 49 (2001) 2827–2841;
- 18 CHO, A. BES, B. **Damage Tolerance Capability of an Al-Cu-Mg-Ag Alloy (2139)**. Materials Science Forum Vols. 519-521 (2006) pp 603-608;
- 19 THE ALUMINUM ASSOCIATION – [Teal Sheets 2009](#) - Disponível em: < <http://www.aluminum.org/>>. Acesso em: agosto 2009.
- 20 D.A. LITTLE, B.J. CONNOLLY, J.R. SCULLY. **An electrochemical framework to explain the intergranular stress corrosion behavior in two Al–Cu–Mg–Ag alloys as a function of aging**. Science Direct, 2006.